



МОДЕЛИРОВАНИЕ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКЕ

А. БОКОТА, В. ПЕКАРСКА (Политехника Ченстоховская, Республика Польша)

Представлены математическая модель и расчет деформаций и напряжений, возникающих при лазерной сварке стального листа. Для определения температурного поля используется уравнение теплопроводности с конвективным членом, решаемое методом функции Грина. Модель фазовых превращений базируется на диаграмме непрерывного охлаждения свариваемой стали и уравнениях Авраами, Коистинена и Марбургера. При определении временных и остаточных напряжений в зависимости от термической нагрузки и фазовых превращений учитывается связь термофизических параметров с температурой и фазовым составом стали. В модели напряжений учитывается структурная и трансформационная деформация.

Ключевые слова: лазерная сварка, сталь, сварные соединения, модель, численное исследование, фазовый состав, структурная и трансформационная деформация, напряженное состояние

При рассмотрении процесса лазерной сварки обычно отсутствуют комплексные описания и модели, дающие возможность оценивать явления, сопутствующие ее процессу. Причиной возникновения специфических процессов, не характерных для других способов сварки, является высокая скорость и специфическая форма шва, поскольку лазерный луч характеризуется высокой концентрацией энергии. Металл в зоне сварки нагревается до высокой температуры при значительном ее градиенте [1–3]. В результате возникает существенная термическая деформация и деформация, обусловленная фазовыми превращениями, а в итоге — образование временных и остаточных напряжений [4–9].

В большинстве работ, главным образом экспериментальных, рассматривается влияние параметров сварки на характеристики сварных соединений, а существующие цифровые модели относятся к определению температурного поля, зоны сплавления и ЗТВ. В работах [4, 6, 7] предложена модель механических явлений при лазерной сварке, но без учета трансформационной деформации.

Особое значение с технологической точки зрения имеет оценка влияния структурных превращений на деформацию и уровень напряжений в свариваемой зоне. Возникающие напряжения формируют механические характеристики и прочность сварного соединения. Такая оценка возможна, если имеется информация о значении и виде фазовых превращений, возникающих в определенном тепловом цикле.

В работе для расчета удельного фазового состава в твердом состоянии и сопутствующей изот-

ропной термической и структурной деформации использована модель фазовых превращений для свариваемой низколегированной стали [8, 10]. Принято, что свариваемый материал является упругопластичным. Значения временных и остаточных напряжений, возникающих в результате термических нагрузок и фазовых превращений, получены путем решения уравнений равновесия методом конечных элементов, используя закон неизотермического пластического течения с изотропным упрочнением и условием Губера–Мизеса [11]. В модели учтена зависимость термофизических параметров от температуры и фазового состава металла [5, 8, 12]. Расчет фазовых превращений и напряжений позволяет избежать дорогостоящих экспериментов, проводимых с целью получения данных, необходимых для оптимального ведения лазерной сварки.

Расчет температурного поля проводится по уравнению неустановившегося потока тепла с конвективным членом:

$$a \nabla^2 T(\mathbf{x}, t) - \frac{\partial T(\mathbf{x}, t)}{\partial t} + \nabla T(\mathbf{x}, t) \mathbf{v} = - \frac{Q}{C}, \quad (1)$$

где a — коэффициент выравнивания температуры; C — удельная теплоемкость; Q — мощность объемных источников тепла, в которых учитывается тепло от лазерного луча; \mathbf{v} — вектор скорости перемещения лазерного луча; $\mathbf{x} = \mathbf{x}(x_\alpha)$ — вектор положения рассматриваемой точки.

Уравнение (1) решено для линейного источника тепла с определенным погружением h_z методом суперпозиции функции Грина, предложенным в работе [3].

Температурное поле в рассматриваемой точке определяет источник тепла с распределением мощности в виде

$$Q(\mathbf{x}') = \begin{cases} Q(1 - R)/(\pi r^2 h_z), & x' = 0, y' = 0, -h_z \leq z' \leq h_z, \\ 0, & |z'| > h_z, \end{cases} \quad (2)$$



где h_z — глубина лазерного проплавления, м; Q — мощность лазерного луча, Вт; R — коэффициент отражения; r — радиус лазерного луча, м.

Принято, что стационарное решение в рассматриваемой области существует для времени t , а подвижная система координат $\{x', y', z'\}$ перемещается относительно базовой со скоростью $\mathbf{v} = \mathbf{v}(u, 0, 0)$.

Используя функцию Грина и добавляя начальную температуру T_0 , получаем

$$T(\mathbf{x}, t) = \frac{1}{C} \int_0^t \int_{\Omega} Q(\mathbf{x}', t') G(|\mathbf{x} - (\mathbf{x}' - d)|, t - t') d\Omega' dt' + T_0. \quad (3)$$

Интегрируя выражение (3) по пространственным координатам с учетом уравнения (2), получаем полуаналитическое решение уравнения (1), численное интегрирование (3) по времени проводится методом Ромберга.

Фазовые превращения, термические и структурные деформации. Удельный объем аустенита, образовавшегося во время нагрева, определяется по формуле Мехля–Авраами [13–15]:

$$\tilde{\eta}_A(T, t) = 1 - \exp(-bt^n), \quad (4)$$

где $\tilde{\eta}_A$ — массовая доля аустенита, образовавшегося в результате нагрева; t — время нагрева; $b = b(T)$ и $n = n(T)$ — коэффициенты, устанавливаемые в соответствии с условиями начала ($\eta_s = 0,01$) и конца ($\eta_f = 0,99$) превращений [15].

Массовая доля фазы, образовавшейся во время охлаждения аустенита, определяется температурой и скоростью охлаждения в диапазоне температур $T_{8/5}$. Количественно массовая доля новой фазы (феррит, перлит либо бейнит) также определяется с учетом скорости охлаждения $w_{8/5}$ по формуле Мехля–Авраами (диффузионные превращения) и с учетом уже существующих удельных составляющих:

$$\eta(\cdot)(T, t) = \eta(\cdot)^0 \tilde{\eta}_A(1 - \exp(-b(t(T))^n)) + \eta^0(\cdot), \quad (5)$$

где $\eta^0(\cdot)$ — максимальная массовая доля фазы при определенной скорости охлаждения, установленная экспериментально; $\tilde{\eta}_A$ — массовая доля аустенита, образующегося во время нагрева; $\eta^0(\cdot)$ — количество фазы исходной структуры без перехода в аустенит.

Массовая доля мартенсита определяется по модифицированной формуле Коистинена – Марбургера [10, 15, 16]:

$$\eta_M(T) = \eta^0(\cdot) \tilde{\eta}_A \left(1 - \exp \left(\left(\frac{M_s - T}{M_s - M_f} \right)^m \right) \right), \quad (6)$$

$$T \in [M_s, M_f(w_{8/5})],$$

где m — коэффициент, определяемый экспериментально (для испытуемой стали $m = 2,5$); M_s, M_f — температуры начала и конца мартенситного превращения.

Приросты изотропных деформаций в зависимости от температуры и фазовых превращений (структурные деформации) определяются по формулам [8, 10]:

$$d\varepsilon^{TPh} = \sum_{i=1}^{i=5} \alpha_i \eta_i dT - \varepsilon_A^{Ph} d\eta_A, \quad (7)$$

$$d\varepsilon^{TPh} = \sum_{i=1}^{i=5} \alpha_i \eta_i dT + \sum_{j=2}^{j=5} \varepsilon_j^{Ph} d\eta_j,$$

где $\alpha_i = \alpha_i(T)$, $i = A, B, \Phi, M, \Pi$ — коэффициенты линейной дилатации соответственно аустенита, бейнита, феррита, мартенсита и перлита; ε_A^{Ph} — изотропная деформация фазового превращения исходной структуры в аустенит; $j = B, \Phi, M$ и Π ; $\varepsilon_j^{Ph} = \varepsilon_j^{Ph}(T)$ — изотропные деформации фазового превращения аустенита соответственно в феррит, бейнит, мартенсит и перлит.

Значения коэффициентов линейной дилатации и изменения объема в зависимости от фазовых превращений принимаем в соответствии с экспериментальными данными, полученными на установке с воспроизведением тепловых циклов при различных скоростях нагрева и охлаждения [10].

Напряжения. Напряжения во время лазерной сварки рассчитывали путем решения уравнения равновесия, выраженного в скоростях:

$$\text{div}(\dot{\boldsymbol{\sigma}}(\mathbf{x}, t)) = 0, \quad \boldsymbol{\sigma}^T = \boldsymbol{\sigma}. \quad (8)$$

Формулы закона Гука, выраженные в скоростях, имеют вид

$$\dot{\boldsymbol{\sigma}} = E \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^e + \dot{E} \boldsymbol{\varepsilon}^e, \quad \boldsymbol{\varepsilon}^e = \boldsymbol{\varepsilon} - \boldsymbol{\varepsilon}^p - \boldsymbol{\varepsilon}^{TPh} - \boldsymbol{\varepsilon}^{tp}, \quad (9)$$

где $\boldsymbol{\sigma} = \boldsymbol{\sigma}(\sigma_{\alpha\beta})$ — тензор напряжения; E — тензор постоянных материала; $\boldsymbol{\varepsilon}^e, \boldsymbol{\varepsilon}, \boldsymbol{\varepsilon}^p$ — соответственно тензор упругой, суммарной и пластической деформации; $\boldsymbol{\varepsilon}^{TPh}$ — тензор изотропных, термических деформаций и деформаций, возникающих в результате фазовых превращений в твердом теле ($\boldsymbol{\varepsilon}^{TPh} = \boldsymbol{\varepsilon}^T + \boldsymbol{\varepsilon}^{Ph}$); $\boldsymbol{\varepsilon}^{tp}$ — тензор трансформационной деформации.



Пластическая деформация определяется с учетом закона неизотермического пластического течения [4, 11, 17]

$$\dot{\epsilon}^p = \dot{\lambda} \frac{\partial f}{\partial \sigma} = \dot{\lambda} \frac{3S}{2Y}, \dot{f} = 0, f = 0, \quad (10)$$

где $\dot{\lambda}$ — скалярный множитель пластичности; $f = f(\sigma, Y(T, \epsilon^p))$ — функция пластического течения, зависящая от тензора напряжения и предела текучести; S — девиатор тензора напряжения.

Значение пластической деформации определяется с помощью модели неизотермического пластического течения с изотропным упрочнением и условием пластичности Губера–Мизеса, а функция течения равна

$$f = \sigma_{ef} - Y(T, \sum \eta_k, \epsilon_{ef}^p) = 0, \quad (11)$$

где σ_{ef} — эквивалентное напряжение; ϵ_{ef}^p — эффективная пластическая деформация; $Y = Y(T, \sum \eta_k, \epsilon_{ef}^p)$ — предел текучести материала, зависящий от фазового состава $\sum \eta_k$ при температуре T и эквивалентной пластической деформации ϵ_{ef}^p ;

$$Y(T, \sum \eta_k, \epsilon_{ef}^p) = Y_0(T, \sum \eta_k) + Y_H(T, \sum \eta_k, \epsilon_{ef}^p); \quad (12)$$

$Y_0 = Y_0(T, \sum \eta_k)$ — предел текучести материала, зависящий от температуры и фазового состава при отсутствии пластической деформации; $Y_H = Y_H(T, \sum \eta_k, \epsilon_{ef}^p)$ — прирост предела текучести в результате упрочнения материала.

Модуль Юнга и касательный модуль зависят от температуры, предел текучести — от температуры и фазового состава:

$$E = E(T), E^t = E^t(T), Y_0 = \sum_{i=1}^5 Y_i(T)\eta_i, \quad (13)$$

Скорость изменения предела текучести определяется зависимостью

$$\dot{Y} = \kappa \dot{\epsilon}_{ef}^p + H_T^Y \dot{T} + \sum H_{\eta_k}^Y \dot{\eta}_k, \quad (14)$$

где $\kappa, H_T^Y, H_{\eta_k}^Y$ — соответственно модули упрочнения, термического ослабления, структурного упрочнения-ослабления [7, 8, 17].

Очевидно, что скорость эквивалентной пластической деформации ($\dot{\epsilon}_{ef}^p = \dot{\lambda}$) зависит от прироста напряжений выше предела текучести, градиентов

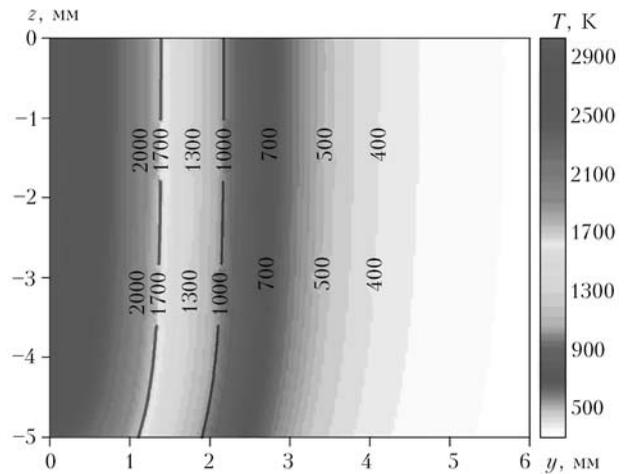


Рис. 1. Распределение температуры в поперечном сечении образца (зона максимальной температуры)

термофизических параметров и структурного состояния материала.

На основе модели Леблонда [13, 18] принимаем, что трансформационная деформация

$$\dot{\epsilon}^{tp} = \begin{cases} 0, & \eta_i \leq 0,03, \\ -K_{li} \frac{S}{Y(\eta_i)} \ln(\eta_i) \dot{\eta}_i, & \eta_i \geq 0,03, \end{cases} \quad (15)$$

где $K_{li} = 3\epsilon_{li}^{ph}$ — объемные структурные деформации образования i -фазы с исходной фазы «1»; $Y(\eta_i)$ — предел текучести для исходной фазы.

Уравнение равновесия дополняется соответствующими граничными и начальными условиями:

$$\sigma(x, t_0) = \sigma(x, T_{kr}) = 0, \quad \epsilon(x, t_0) = \epsilon(x, T_{kr}) = 0, \quad (16)$$

где T_{kr} — температура, принятая за начальную при генерировании напряжений в зоне плавления. Задача решается методом конечных элементов, а в процессе итерации используется модифицированный алгоритм Ньютона–Рапсона [11].

Примеры расчетов. Рассмотрим пример расчетов температурного поля, количества фаз и напряжений в прямоугольном образце размером 100×20×5 мм, сваренного лазерной сваркой.

В расчетах принимали значение коэффициента отражения $R = 0,25$, мощность источника тепла $Q = 3,8$ кВт, луч диаметром 2 мм, перемещаемый со скоростью 42 м/ч [1,7]. Результаты расчетов приведены на рис. 1, 2.

Исходя из рассматриваемой геометрии образца (призма), для решения напряжений и деформаций используем модифицированные условия плоской деформации, когда выполняется условие равенства нулю суммарной нормальной силы $N|_{\Gamma_x}$ в поперечном сечении Γ_x образца (рис. 3). При вычислениях определены средние значения деформации, которые удовлетворяют условию [8]:

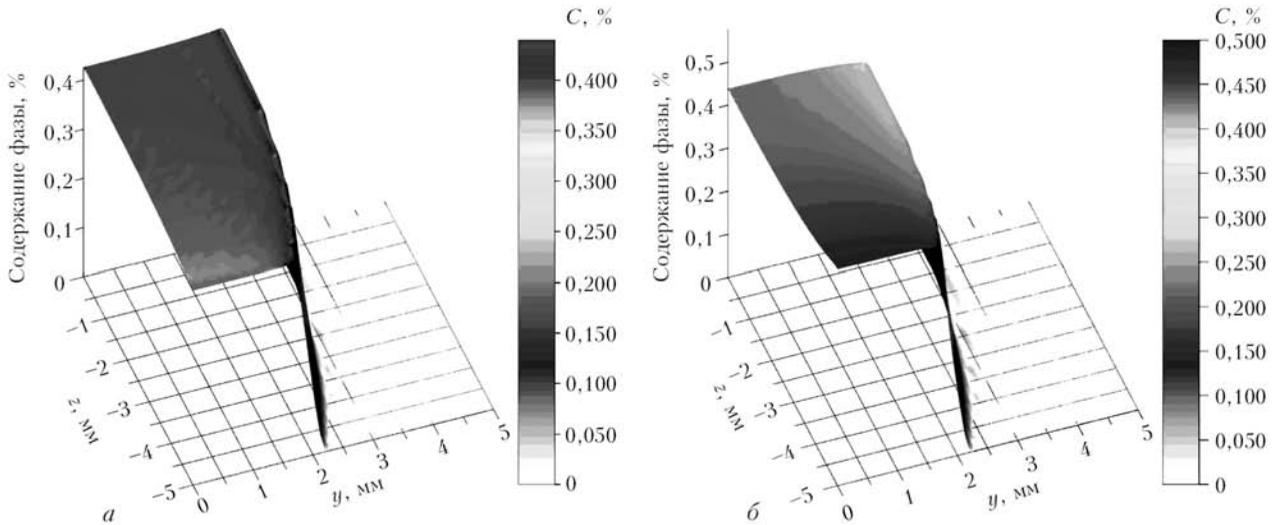


Рис. 2. Распределение бейнита (а) и мартенсита (б) в металле ЗТВ после сварки

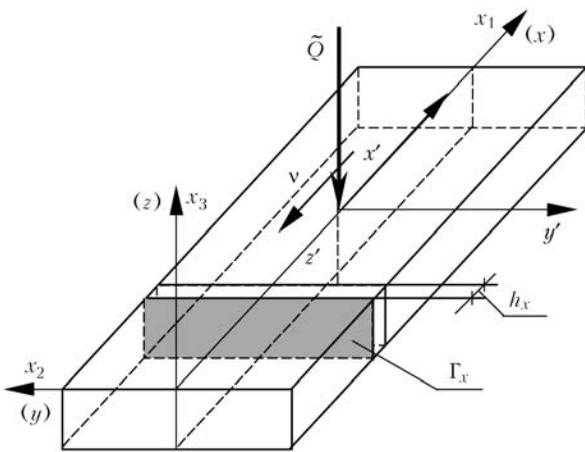


Рис. 3. Схема прямоугольного образца, сваренного лазерной сваркой

$$\int_{\Gamma_x} \dot{\sigma}_x d\Gamma = \dot{N} |_{\Gamma_x} = 0, \int_{\Gamma_x} \sigma_x d\Gamma = N |_{\Gamma_x} = 0. \quad (17)$$

С помощью формулы закона Гука для продольного напряжения ($\dot{\sigma}_{11} = \dot{\sigma}_x$):

$$\dot{\sigma}_{11} = \dot{\sigma}_x = (2\mu + \lambda)\dot{\epsilon}_x^e + \lambda \dot{\epsilon}_{\gamma\gamma}^e + (2\dot{\mu} + \dot{\lambda})\epsilon_{11}^e + \dot{\lambda} \epsilon_{\gamma\gamma}^e, \quad \gamma = 2,3 \quad (18)$$

и зависимости (17) получаем следующее уравнение для определения скорости средней, суммарной продольной деформации:

$$\dot{\epsilon}_{11} = \dot{\epsilon}_x = \frac{\dot{N} |_{\Gamma_x} - \int_{\Gamma_x} \lambda \dot{\epsilon}_{\gamma\gamma}^e d\Gamma - \int_{\Gamma_x} ((2\dot{\mu} + \dot{\lambda}) \epsilon_{11}^e + \dot{\lambda} \epsilon_{\gamma\gamma}^e) d\Gamma + \int_{\Gamma_x} (2\mu + \lambda)(\dot{\epsilon}_{11}^e + \dot{\epsilon}_{11}^{ph} + \dot{\epsilon}_{11}^p) d\Gamma}{\int_{\Gamma_x} (2\mu + \lambda) d\Gamma} \quad (19)$$

где $\lambda = \lambda(E, \nu)$, $\mu = \mu(E, \nu)$ — постоянные Ламе; ν — коэффициент Пуассона [11].

Использование модифицированной модели плоской деформации принимает суммарную нормальную силу, равную нулю в любом поперечном сечении прямоугольника.

Для низкоуглеродистой низколегированной стали (S355J2G3) принимаем следующие термофизические параметры: $T_0 = 300$ К, $T_{\text{сол}} = 1650$ К, $T_{\text{лик}} = 1750$ К, $T_{\text{кр}} = 0,5(T_{\text{лик}} + T_{\text{сол}})$, $E(T_0) = 2,0 \cdot 10^5$, $E(T_{\text{кр}}) = 10$ МПа, $E'(T) = 0,05E(T)$. Пределы текучести для образующихся структур $Y_0(T_0, \eta_k)$ (аустенита, бейнита, феррита, мартенсита и перлита) имеют значения соответственно: 200, 600, 320, 1200 и 320 МПа [2, 4, 5], а для $T = T_{\text{кр}}$ предел текучести $Y_0(T_{\text{кр}}, \eta_k) = 5$ МПа. В интервале температур $T_0 \dots T_{\text{кр}}$ значения термофизических пара-

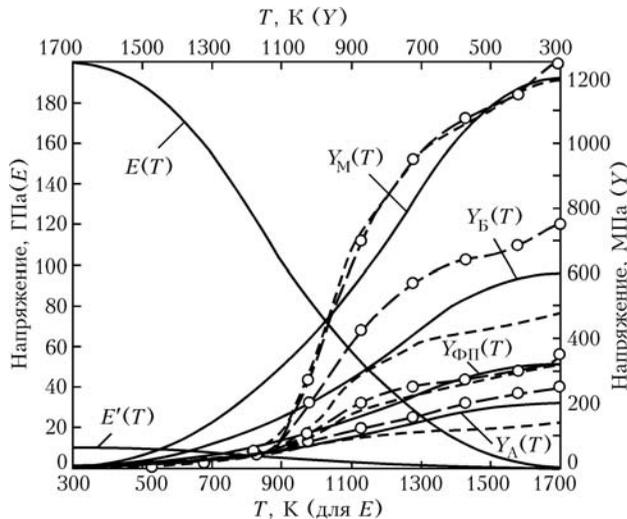


Рис. 4. Зависимость модуля Юнга, касательного модуля и предела текучести от температуры по [5] (штриховая) и [12] (штрихпунктирная); сплошные кривые — расчет

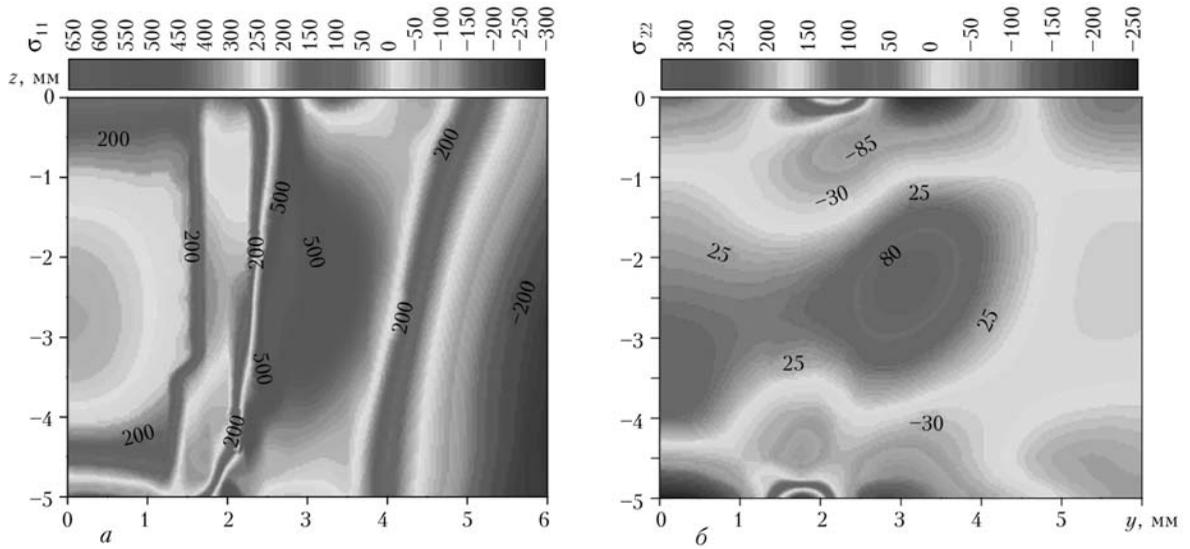


Рис. 5. Распределение осевых σ_{11} (а) и нормальных σ_{22} (б) остаточных напряжений в поперечном сечении образца

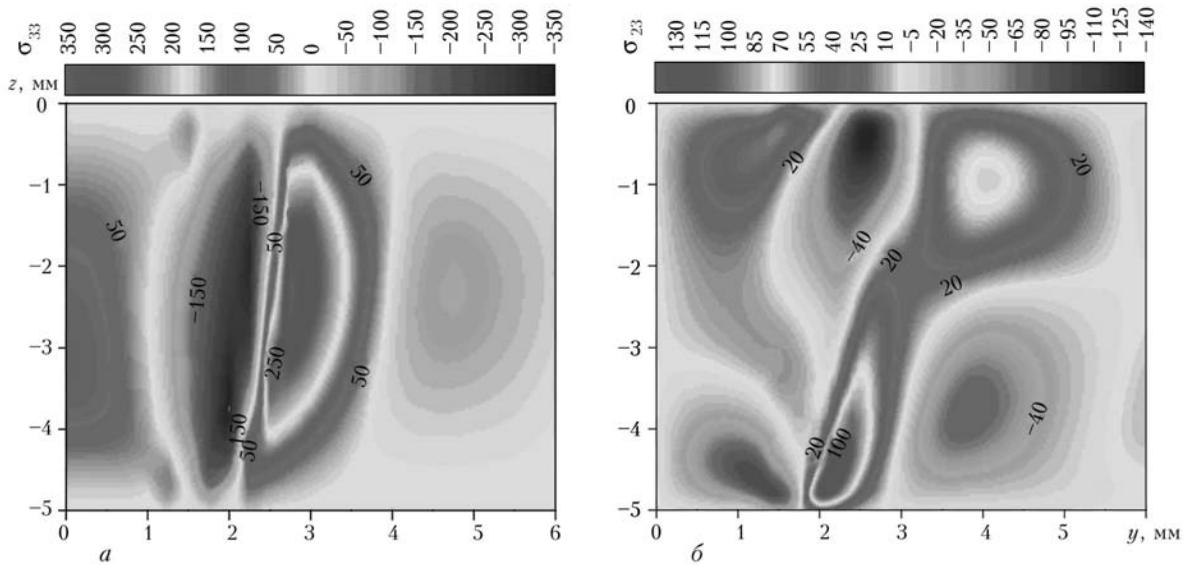


Рис. 6. Распределение нормальных σ_{33} (а) и касательных σ_{23} (б) остаточных напряжений в поперечном сечении образца

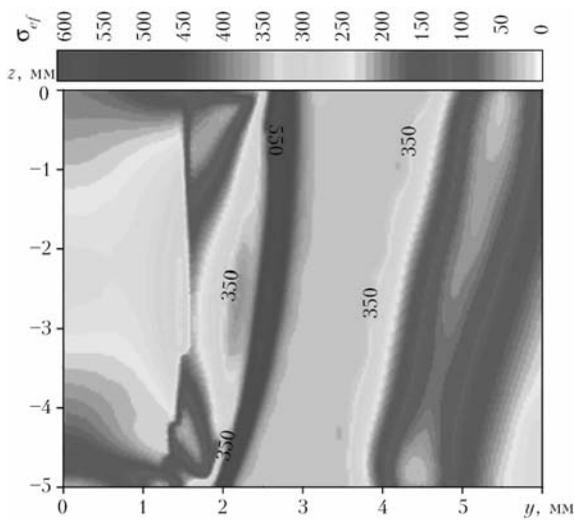


Рис. 7. Остаточные эффективные напряжения σ_{ef} в поперечном сечении образца

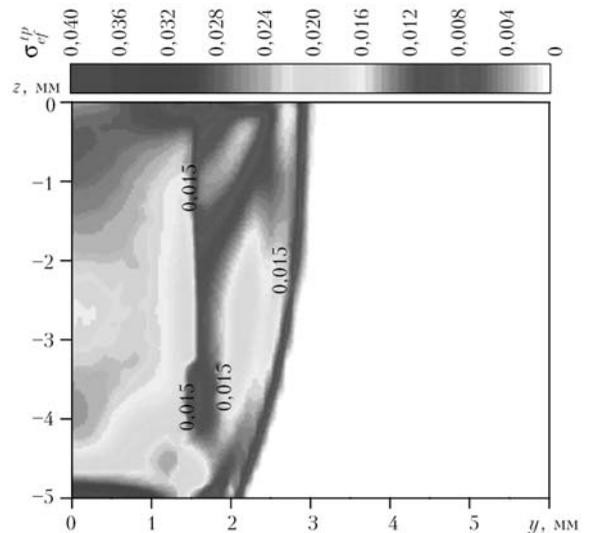


Рис. 8. Эффективная трансформационная деформация ϵ_{ef}^{tr} в поперечном сечении образца

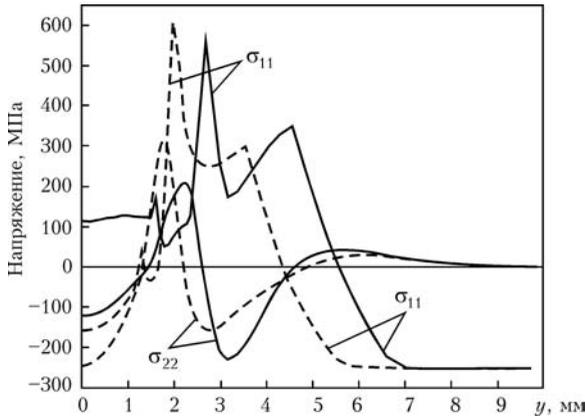


Рис. 9. Распределение остаточных напряжений в приповерхностных слоях верхней (сплошная кривая) и нижней (штриховая) поверхности образца

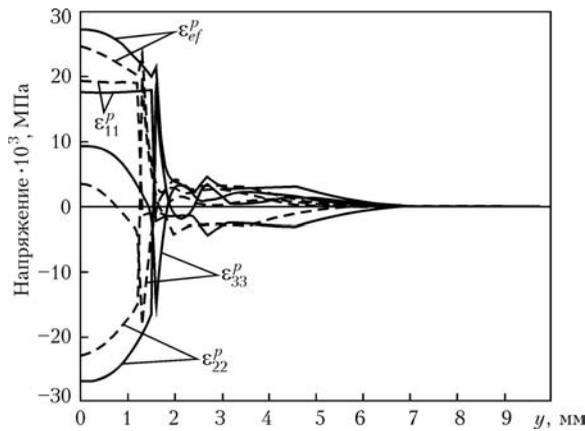


Рис. 10. Распределение пластической деформации в слое центральной части образца ($z = -2,5$)

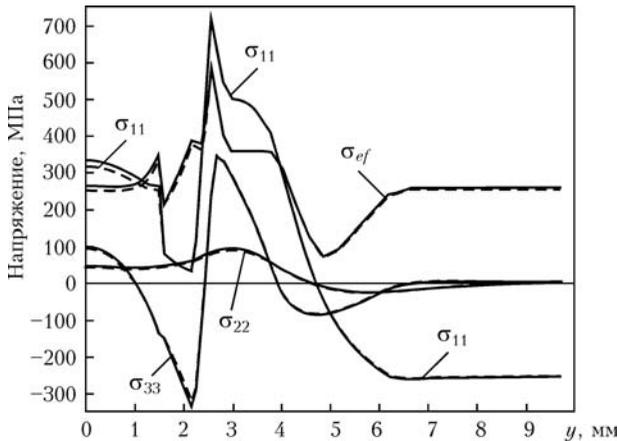


Рис. 11. Распределение остаточных напряжений в слое центральной части образца ($z = -2,5$) с учетом (штриховая кривая) и без учета трансформационных деформаций (сплошная)

метров аппроксимированы параболическими функциями (рис. 4).

Результаты расчета распределения остаточных напряжений и пластической деформации в металле ЗТВ и околошовной зоне приведены на рис. 5–10.

Распределение напряжений в металле ЗТВ сварного соединения, выполненного лазерной

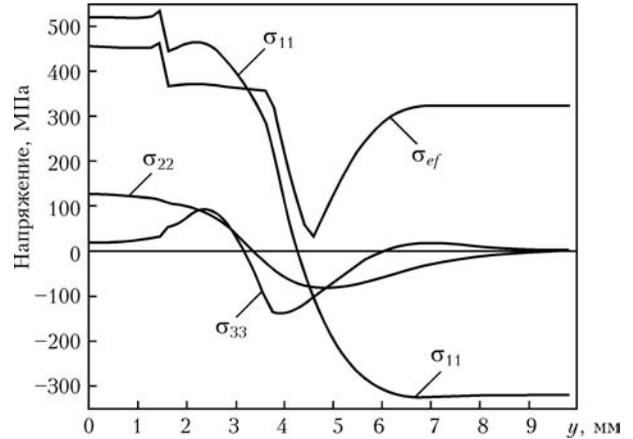


Рис. 12. Распределение остаточных напряжений в слое центральной части образца ($z = -2,5$) без учета фазовых деформаций ($\epsilon^{ph} = 0$)

сваркой (рис. 5–7, 9 и 11), не является благоприятным с эксплуатационной точки зрения. Это относится как к осевым (σ_{11} , рис. 5, а и рис. 9), так и к нормальным напряжениям в перпендикулярном оси направлении (σ_{22} , рис. 5, б). Данные напряжения являются достаточно высокими растягивающими, и кроме того, напряжения σ_{22} выступают в приповерхностных слоях металла (рис. 5, б и рис. 9). На уровень напряжений существенное влияние оказывает структурная деформация, при отсутствии которой результаты будут уже другие (рис. 12). Трансформационная деформация в меньшей степени влияет на уровень напряжений (рис. 11), что позволяет не учитывать ее при моделировании напряженного состояния сварного соединения для принятых параметров сварки.

1. Особенности сварки тонколистовых низкоуглеродистых сталей импульсно-периодическим излучением CO₂-лазера / В. Ю. Хаскин, С. Ю. Павловский, В. П. Тарашук и др. // Автомат. сварка. — 2001. — № 2. — С. 42–45.
2. Kyrsanidi An. K., Kermanidis Th. B., Pantelakis Sp. G. Numerical and experimental investigation of the laser forming process // J. Materials Proc. Technol. — 1999. — 87. — P. 281–290.
3. Liu Y.-N., Kannatey-Asibu E. Laser beam welding with simultaneous gaussian laser preheating // J. Heat Transfer, Trans. of the ASME. — 1993. — 115. — P. 34–41.
4. Karlsson L. Thermal stresses in welding. Thermal stresses 1 / Ed. R. B. Hetnarski. — Elsevier Science Publ. B. V., 1986.
5. Исследование влияния фазовых превращений на остаточные напряжения при сварке кольцевых стыков труб / В. И. Махненко, Е. А. Великоиваненко, О. В. Махненко и др. // Автомат. сварка. — 2000. — № 5. — С. 3–8.
6. Junek L., Slovacek M., Prantl A. Thermal and stress analysis of fusion welding process incorporating microstructure effect // Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах / Под ред. В. И. Махненко: Сб. тр. международ. конф. 16–20 сент. 2002, Кацивели, Крым. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 2002. — С. 161–170.
7. Bokota A., Piekarska W. State stresses in the heat-affected zone during laser welding process // Mechanical Eng. — 2003. — № 6. — P. 27–32.
8. Бокота А., Пекарска В. Напряженное состояние сварных соединений, выполненных лазерной сваркой с подогревом // Математическое моделирование и информацион-



- ные технологии в сварке и родственных процессах / Под ред. В. И. Махненко: Сб. тр. междунар. конф. 13–17 сент. 2004, Кацивели, Крым. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 2004. — С. 32–37.
9. *Ossenbrink R., Michailov V., Wohlfahrt H.* Numerical simulation of welding stresses and distortions in consideration of temporal and local changes of strain rate // Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах / Под ред. В. И. Махненко: Сб. тр. междунар. конф. 13–17 сент. 2004, Кацивели, Крым. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 2004. — С. 144–148.
 10. *Пекарска В.* Численное моделирование структуры металла в ЗТВ при сварке стали повышенной прочности // Автомат. сварка. — 2007. — № 4. — С. 9–14.
 11. *Zienkiewicz O. C., and Taylor R. L.* The finite element method. — Fifth edition. — Butterworth-Heinemann, 2000. — Vol. 1–3.
 12. *Coret M., Combescure A.* A mesomodel for the numerical simulation of the multiphase behavior of materials under anisothermal loading (application to two low-carbon steels) // International J. of Mechanical Sci. — 2002. — P. 1947–1963.
 13. *Coret M., Calloch S., Combescure A.* Experimental study of the phase transformation plasticity of 16MND5 low carbon steel induced by proportional and nonproportional biaxial loading paths // European J. of Mechanics A/Solids. — 2004. — **23**. — P. 823–842.
 14. *Hougardy H. P.* Calculation of the isothermal transformation into different microstructures from measurements with continuous cooling // Materials Technology, Steel Research. — 1990. — **61**, № 10.
 15. *Melander M.* Computational and experimental investigation of induction and laser hardening. Linkoepping Studies in Sc. and Techn.: Diss. 124, Linkoepping, 1985. — 124 p.
 16. *Koistinen D. P., Marburger R. E.* A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels // Acta Metallurgica. — 1959. — **7**. — P. 59–60.
 17. *Guer H. C., Tekkaya E. A.* Numerical investigation of non-homogeneous plastic deformation in quenching process // Materials Sci. and Eng. — 2001. — P. 164–169.
 18. *Taleb L., Sidoroff F.* A micromechanical modelling of the Greenwood-Johnson mechanism in transformation induced plasticity // International J. of Plasticity. — 2003. — P. 1821–1842.

Mathematical and digital models of strains and stresses formed in laser welding of steel plates are described. The heat conduction equation comprising a convection term, which is solved by the Green function method, is used to determine the temperature field. The model of phase transformations is based on the diagram of continuous cooling of the steel welded, as well as on the Avrami and Koistinen-Marburger equations. The relationship of thermal-physical parameters with temperature and phase composition of the steel is taken into account in evaluation of temporary and residual stresses, depending upon the thermal load and phase transformations. The model allows for the structural and transformation deformation.

Поступила в редакцию 23.10.2007



МАШПРОМ — 2008

8-я Международная специализированная выставка

7–10 октября

г. Днепропетровск

Машиностроение, металлообработка и промышленное оборудование

Организатор: ООО «Экспоцентр «МЕТЕОР»
40008, Украина, г. Днепропетровск, ул. А. М. Макарова, 27а
тел.: +38(056) 373 93 71, +38(0562) 357-357
E-mail: mashprom@expometeor.com
<http://www.expometeor.com>